

PUB-NO: JP408157957A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 08157957 A

TITLE: PRODUCTION OF HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL PLATE EXCELLENT IN STRETCH FLANGE WORKABILITY

PUBN-DATE: June 18, 1996

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
<u>KASHIMA, TAKAHIRO</u>	
<u>TSUKATANI, ICHIRO</u>	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
KOBE STEEL LTD	

APPL-NO: JP06334722
APPL-DATE: December 6, 1994

INT-CL (IPC): C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/00; C22C 38/16; C22C 38/50;
C22C 38/58

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a hot rolled steel plate, in which a part or the whole of structure is formed into bainitic ferrite structure and which has excellent stretch-flange formability, by hot-rolling a slab of low carbon steel of specific composition under specific conditions and subjecting the resultant plate to rapid cooling and to coiling.

CONSTITUTION: A low carbon steel, which has a composition containing, by weight, 0.02-0.10% C, <1.0% Si, <3.0% Mn, <0.1% P, <0.01% S, and 0.1-1.0% Ti in the range satisfying the inequality in the relations among the contents of C, Ti, N, and S and also containing 0.2-2.0% Cu and <2.0% Ni in the range satisfying the relation of $0.23-50) \times 10^3$ finishing temp. This hot rolled plate is cooled rapidly down to 400-750°C at (30 to 100)°C/sec cooling rate and then coiled at the temp. By this method, the high strength hot rolled steel plate, in which a part or the whole of structure is composed of bainitic ferrite and which has ≥ 600 N/mm² tensile strength and $\geq 90\%$ critical bore-expand ratio at bore-expand test, can be produced.

COPYRIGHT: (C)1996,JP0

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-157957

(43) 公開日 平成8年(1996)6月18日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02	B	8821-4K		
9/46	T			
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			
38/16				
38/50				
審査請求 未請求 請求項の数 5 書面 (全 10 頁) 最終頁に続く				

(21) 出願番号	特願平6-334722	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成6年(1994)12月6日	(72) 発明者	鹿島 高広 兵庫県加古川市尾上町池田字池田開拓2222番地1 株式会社神戸製鋼所加古川研究地区内
		(72) 発明者	塚谷 一郎 兵庫県加古川市尾上町池田字池田開拓2222番地1 株式会社神戸製鋼所加古川研究地区内
		(74) 代理人	弁理士 牧野 逸郎

(54) 【発明の名称】 伸びフランジ加工性にすぐれた高強度熱延鋼板の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 600N/mm² 級以上の高強度化に伴う伸びフランジ加工性の劣化を防ぎ、高強度であっても、十分な伸びフランジ加工性を有する熱延鋼板の製造方法を提供する。

【構成】 C、Si、Mn、P、S、Ti、Cu、Ni を特定した鋼スラブを加熱した後、(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次いで、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲の温度で巻取って、一部又は全部がベイニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N/mm² 以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以上とを有する伸びフランジ性にすぐれた熱延鋼板を得る。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で

C 0.02~0.10%、
Si 1.0%以下、
Mn 3.0%以下、
P 0.1%以下、
S 0.01%以下、
Ti 0.1~1.0%、
Cu 0.2~2.0%、及びNi 2.0%以下を含
み、Tiの添加量が

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4]$$

を満足し、Cu及びNiの添加量が

$$0.2 < Ni / Cu < 1.5$$

を満足し、残部鉄及び不可避的不純物よりなる銅をスラ
ブとし、これを1100℃以上の温度に加熱した後、
(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次い
で、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃
の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲
の温度で巻取ることを特徴とする、一部又は全部がベイ
ニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N
/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以
上とを有する伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板の
製造方法。

【請求項2】重量%で

C 0.02~0.10%、
Si 1.0%以下、
Mn 3.0%以下、
P 0.1%以下、
S 0.01%以下、
Ti 0.1~1.0%、
Nb 0.1%以下、
Cu 0.2~2.0%、及びNi 2.0%以下を含
み、Ti及びNbの添加量が

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4 + Nb / 7.75]$$

を満足し、Cu及びNiの添加量が

$$0.2 < Ni / Cu < 1.5$$

を満足し、残部鉄及び不可避的不純物よりなる銅をスラ
ブとし、これを1100℃以上の温度に加熱した後、
(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次い
で、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃
の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲
の温度で巻取ることを特徴とする、一部又は全部がベイ
ニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N
/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以
上とを有する伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板の
製造方法。

【請求項3】重量%で

(a) C 0.02~0.10%、
Si 1.0%以下、

Mn 3.0%以下、
P 0.1%以下、
S 0.01%以下、
Ti 0.1~1.0%、
Cu 0.2~2.0%、及びNi 2.0%以下を含
み、更に、

(b) Mo 1.0%以下、

Cr 1.0%以下、及びV 1.0%以下よりなる
群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、Tiの添
加量が

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4]$$

を満足し、Cu及びNiの添加量が

$$0.2 < Ni / Cu < 1.5$$

を満足し、残部鉄及び不可避的不純物よりなる銅をスラ
ブとし、これを1100℃以上の温度に加熱した後、
(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次い
で、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃
の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲
の温度で巻取ることを特徴とする、一部又は全部がベイ
ニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N
/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以
上とを有する伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板の
製造方法。

【請求項4】重量%で

(a) C 0.02~0.10%、
Si 1.0%以下、
Mn 3.0%以下、
P 0.1%以下、
S 0.01%以下、
Ti 0.1~1.0%、
Nb 0.1%以下、
Cu 0.2~2.0%、及びNi 2.0%以下を含
み、更に、

(b) Mo 1.0%以下、

Cr 1.0%以下、及びV 1.0%以下よりなる
群から選ばれる少なくとも1種の元素を含み、Tiの添
加量が

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4 + Nb / 7.75]$$

を満足し、Cu及びNiの添加量が

$$0.2 < Ni / Cu < 1.5$$

を満足し、残部鉄及び不可避的不純物よりなる銅をスラ
ブとし、これを1100℃以上の温度に加熱した後、
(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次い
で、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃
の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲
の温度で巻取ることを特徴とする、一部又は全部がベイ
ニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N
/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以
上とを有する伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板の

製造方法。

【請求項5】銅が(a)及び(b)の元素に加えて、更に、(c)Ca 20ppm以下を含む請求項1乃至4いずれかに記載の熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、伸びフランジ加工性にすぐれた引張強度600N/mm²級以上の高強度熱延鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、600N/mm²級以上の高強度熱延鋼板を、例えば、バンパーを含む自動車の種々の部材に用いる場合、そのプレス成形において、特に、伸びフランジ加工性が要求されている。この伸びフランジ加工性を向上させる方法としては、特開昭58-42726号公報に記載されているように、鋼板の組織をフェライト・ベイナイト組織とする方法や、或いは特開昭57-70257号公報に記載されているように、フェライト・ベイナイト・マルテンサイト組織とする方法が既に知られている。このほかにも、特開昭57-23025号公報に記載されているように、フェライトに微細なパーライトを分散させたり、特開平4-88125号公報に記載されているように、微細なセメントサイトを生成させる方法が知られている。しかし、従来より知られているこれらの高強度熱延鋼板には、炭化物や第2相が存在して、伸びフランジ加工性を劣化させるので、その特性には限界があり、かくして、自動車の種々の部材への成形に必要な加工性の要求を満たすことができず、薄肉化による重量低減や、燃費向上のための高強度材の利用が十分に進展していないのが現状である。

【0003】他方、特開平5-271759号公報には、実質的にフェライトからなり、そのフェライト組織中にTiやNb炭化物を析出させてなる高強度鋼板の製造方法が記載されているが、このような熱延鋼板においては、転位の析出物のまわりに局所的な集中を起こして、約600N/mm²級の強度では、逆に穴拡張値を大きく低下させる。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、従来の600N/mm²級以上の高強度熱延鋼板における上記した問題を解決するためになされたものであつて、600N/mm²級以上の高強度化に伴う伸びフランジ加工性の劣化を防ぎ、高強度であっても、十分な伸びフランジ加工性を有する熱延鋼板の製造方法を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明による伸びフランジ加工性にすぐれた高強度熱延鋼板の製造方法は、重量%

C 0.02~0.10%、Si 1.0%以下、M 50

(3)

特開平8-157957

4

n 3.0%以下、P 0.1%以下、S 0.01%以下、Ti 0.1~1.0%、Cu 0.2~2.0%、及びNi 2.0%以下を含み、Tiの添加量が

$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4]$

を満足し、Cu及びNiの添加量が

$0.2 < Ni / Cu < 1.5$

を満足し、残部鉄及び不可避免的不純物よりなる鋼をスラブとし、加熱した後、(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次いで、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲の温度で巻取って、一部又は全部がベイニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴拡張率90%以上とを有する伸びフランジ性にすぐれた熱延鋼板を製造するものである。

【0006】本発明によれば、鋼には、上記元素に加えて、0.1%以下の範囲にてNbを添加してもよい。

【0007】先ず、本発明による伸びフランジ加工性にすぐれた高強度熱延鋼板の有する組織について説明する。本発明による熱延鋼板の有する組織は、ベイニティック・フェライトであり、この組織は、擬ポリゴナル・フェライトやベイナイト組織とは区別される。一般に、ベイナイト組織は、転位密度の高いラス状の下部組織とそれに平行若しくは一定の角度を有して析出する炭化物で構成される。しかしながら、本発明におけるベイニティック・フェライトとは、下部組織としてラス状の組織を有するが、通常のベイナイト組織とは異なり、セメントサイト炭化物が存在しない組織をいう。尚、熱処理条件によっては、ラス状組織が回復して、明確なサブグレイン境界をもたない転位密度の高いフェライト組織を有するものも含まれる。また、擬ポリゴナル・フェライト組織は、光学顕微鏡組織においては、ベイニティック・フェライト組織と極めて類似するが、透過型電子顕微鏡写真における下部組織において、擬ポリゴナル・フェライト組織は、明確なサブグレイン境界を有しているため、上記ラス状組織が熱処理によって回復したベイニティック・フェライト組織とは異なる。このようなベイニティック・フェライト組織は、ポリゴナル・フェライト組織と混合しても、引張強さ600N/mm²以上を有し、更に、穴拡張試験における限界穴拡張率(λ値)が100%以上の特性を有する。

【0008】また、前述したようなフェライト組織にTiやNbの炭化物を析出させてなる組織と異なり、ベイニティック・フェライト組織では、転位密度が均一であるので、引張強さ600N/mm²以上の強度でも、穴拡張値の低下がない。

【0009】図1に擬ポリゴナル・フェライト組織を示し、図2にポリゴナル・フェライトとベイニティック・フェライトとからなる組織を示し、図3にベイニティッ

ク・フェライト組織を示す。

【0010】次に、本発明による熱延鋼板の有する化学成分について説明する。Cは、鋼板に所要の強度を与えるために最も重要な元素である。Cは、 γ フェライト中に固溶して、熱延後の冷却中にベイニティック・フェライト組織を生成させる駆動力を持つ故に重要な元素であ*

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4] \quad \dots (1)$$

を満足することが必要である。鋼にTiと共にNbを添加したときは、Cの添加量はTi及びNbの添加量との※

$$C < [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4 + Nb / 7.75] \quad \dots (2)$$

を満足することが必要である。C量が上記(1)又は(2)式を満足しないときは、巻取の後も、フェライト中に固溶Cが残存して、伸びフランジ性を劣化させる。

【0012】更に、本発明によれば、ベイニティック・フェライト組織を得るために、Cは、少なくとも0.02%の添加が必要であるが、しかし、添加量が0.10%を越えるときは、TiやNb等の析出物生成元素を過剰に添加することが必要となるのみならず、粗大な析出物を生成したり、或いは固溶Cが残存して、フェライト中に第2相組織を生成して、伸びフランジ性を劣化させる。

【0013】Siは、固溶強化元素として重要な元素である。しかし、1.0%を越えて過剰に添加するときは、ベイニティック・フェライトの生成を抑制したり、或いは鋼板の表面に酸化スケールを過度に生成して、製造上、支障を生じるので、添加量の上限を1.0%とする。

【0014】Mnは、本発明による鋼板の組織の生成に幾分か、寄与する。特に、Mnの添加は、フェライト中に存在するCの固溶限に影響し、TiCやNbCの析出物の形態を変え、降伏比を下げる等の効果がある。しかし、Mnを過度に添加した場合には、ベイナイト組織等や、Si量とも関連するが、残留 γ 組織等の第2相組織を生成して、伸びフランジ性を低下させる。そこで、Mnの添加量の上限の添加量を3.0%とする。

【0015】Pは、固溶強化のための元素として重要である。しかし、過度に添加するときは、点溶接性等の他の性質を劣化させるので、上限を0.1%とする。Sは、伸びフランジ加工性を劣化させる硫化物を生成するので、可能な限りに低減することが必要である。しかし、本発明における伸びフランジ加工性の向上を考慮して、その上限を0.005%とする。

【0016】Tiは、熱延終了後の巻取り中にTiCを生成させて、固溶C量を低減させるために添加される。★

$$0.2 < Ni / Cu < 1.5 \quad \dots (3)$$

を満足すれば、十分に高強度で高い伸びフランジ性を有するベイニティック・フェライト組織を得ることができる。従って、本発明においては、Cuの場合と同様に、Ni添加量の上限も2.0%とする。

【0021】本発明によれば、Nbとは別に、又はNb☆50

*る。更に、ベイニティック・フェライト組織が生成した後は、TiやNb等の析出物を生成して、伸びフランジ性を劣化させることなく、強度を上昇させる。

【0011】本発明において、Cの添加量はTiの添加量との関係において、次式

※関係において、次式

★Tiは、上記効果を有効に得るためには、少なくとも0.1%の添加が必要である。しかし、C量及びN量とのバランスにおいて、炭窒化析出物を形成する限度以上に添加すると、固溶Tiが残存し、特性の劣化を起こすので、添加量の上限を1.0%とする。

【0017】Nbも、Tiと同様に、熱延終了後の巻取り中にNbCを生成させて、固溶C量を低減させる効果を有する。しかし、過度に添加するときは、再結晶温度を高め、必要な材質を得ることができないので、添加量の上限を0.1%とする。

【0018】Cuは、ポリゴナル・フェライト変態を抑える元素である。従って、Cuの添加によって、熱延後、比較的遅い速度で冷却しても、ポリゴナル・フェライトの生成が抑えられ、ベイニティック・フェライトが生成する。しかし、Cuは、Niと共に複合添加しないときには、 ϵ -Cuが生成するので、固溶Cuとしての上記効果は生じない。よって、本発明においては、CuはNiと共に複合添加することが必要である。このように、Niと複合添加して、上記固溶Cuとしての効果を有効に得るためには、Cuは少なくとも0.2%を添加することが必要である。しかし、2.0%を越えて過剰に添加しても、上記効果が飽和するので、添加量の上限を2.0%とする。

【0019】Niは、上述したように、 ϵ -Cuの生成を抑える効果を有して、Cuと共に複合添加した鋼を本発明に従って比較的低温まで冷却保持することによって、高い伸びフランジ性を有するベイニティック・フェライト組織を生成させることができる。CuとNiとを複合添加しない場合、 ϵ -Cuが析出する温度は500~750℃であり、上述した固溶Cuの効果を有することができない。

【0020】このように、Niが ϵ -Cuの析出を抑える効果は、CuとNiとを同量添加した場合が最も大きい。しかし、実用上、CuとNiは、次式

☆と共に、Mo、Cr及びVよりなる群から選ばれる少なくとも1種の元素を添加することができる。これらの元素は、強化元素として有効である。しかし、これらの元素を過剰に添加するときは、延性を劣化させるので、それぞれの元素の添加量の上限を1.0%とする。

【0022】Caは、伸びフランジ加工性を劣化させる硫化物を低減する効果を有する。そこで、本発明によれば、必要に応じて、20ppm以下の範囲でCaを添加して、SをCaSとして除去することができる。このようにして、Caを添加しても、このCaは、伸びフランジ加工性を劣化させるものではない。

【0023】本発明によれば、上述したような化学成分を有し、残部鉄及び不可避的不純物よりなる鋼をスラブとし、これを1100℃以上の温度に加熱した後、(Ar₃-50)℃以上の温度にて熱延を終了し、次いで、冷延速度30~100℃/秒にて400~750℃の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲の温度で巻取る、即ち、400~750℃の範囲のある温度まで冷却した後、その温度で巻取ることによって、一部又は全部がベイニティック・フェライト組織を有し、引張強さ600N/mm²以上の強度と打抜き穴の限界穴伸び率90%以上とを有する伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板を得ることができる。

【0024】本発明の方法において、スラブ加熱温度は1100℃以上とする。スラブ加熱温度を1100℃以上とすることによって、TiCやNbCを γ 域にて十分固溶させることができ、他方、1100℃よりも低いときは、 r 域にてTiCやNbCが粗大に析出し、熱延終了後の冷却中に、ベイニティック・フェライト組織を生成させる駆動力となる固溶Cがなくなる。

【0025】熱延においては、仕上熱延をAr₃直上の温度で終了することが望ましい。Ar₃直上の温度では、組織が均一で細粒な r 粒となっており、熱延後も均一組織を有するフェライト粒を得ることができるからである。Ar₃点以下の α + γ 域で圧延を行なうときは、 α 粒中に歪み加わり、不均一な加工 α 粒が残存しやすい。しし、圧延温度がAr₃点以下であっても、(Ar₃-50)℃までであれば、 α 相の体積率も少なく、また、加工度合いも低いいため、伸びフランジ性やその他の性質を劣化させることはない。従って、本発明においては、熱延仕上温度を(Ar₃-50)℃以上の温度とする。

【0026】熱延終了後の冷却速度は、30~100℃/秒の範囲とする。冷却速度が30℃/秒よりも遅いときは、ポリゴナル・フェライト組織が生成し、ベイニティック・フェライト組織が生成しない。他方、冷却速度が100℃/秒を越えるときは、伸びフランジ加工性を劣化させるマルテンサイト組織が生成しやすくなる。このようにして、熱延後、400~750℃の範囲の温度まで冷却した後、400~750℃の範囲の温度で巻取る。

【0027】本発明において規定する範囲外の通常の成分系を有する鋼を上記400~750℃の範囲の温度に保持すれば、ベイナイト組織を生成したり、或いはe-Cuの析出が起こって、伸びフランジ加工性を劣化させ

る。しかしながら、本発明に従って、所定量のNiとCuとを複合添加した成分系を有する鋼を上記条件にて熱延し、冷却した後、400~750℃の範囲の温度に保持することによって、セメンタイト炭化物を有しない高強度で伸びフランジ加工性にすぐれたベイニティック・フェライト組織を生成させることができる。750℃より高い温度では体積率100%でポリゴナル・フェライト組織が生成し、また、400℃よりも低いときは、マルテンサイト組織が生成して、伸びフランジ性を急激に劣化させるので、目的とする高強度で高い伸びフランジ加工性を有する熱延鋼板を得ることができない。

【0028】

【発明の効果】以上のように、本発明の方法によれば、所定の化学成分を添加したスラブを所定の条件の下に熱延し、冷却し、巻取ることによって、一部又は全部がベイニティック・フェライト組織を有し、引張強さが600N/mm²以上で、打抜き穴の限界穴伸び率が90%以上である伸びフランジ加工性にすぐれた熱延鋼板の得ることができる。

【0029】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により何ら限定されるものではない。

【0030】実施例1

表1に用いた鋼種の化学成分を示す。これらの鋼は真空溶解にて溶製した。表1において、鋼AからEはC量の影響を、鋼B、F及びGは前記(1)式又は(2)式によって規定されるTi及びNbとの関連におけるC量の影響を、鋼HからJはCu添加量の効果を、鋼KからNはNi/Cuの効果を、また、鋼OからSは各添加元素の効果を調べるための鋼種である。

【0031】熱間圧延は、スラブを1250℃の温度に30分間保持した後、熱延終了温度をおよそ900~750℃まで変化させ、板厚30mmから板厚2.5mmまで圧延した。更に、空冷やミスト冷却(3~80℃/秒程度)にて500℃から800℃の温度範囲の巻取処理相当の温度まで冷却し、その温度で1時間保持した。この後、炉冷にて常温まで冷却した。

【0032】表2及び表3は、用いた鋼種とその熱間圧延条件、冷却条件及び巻取条件と共に、得られた熱延鋼板の機械的性質及び組織を示す。組織の表示において、PFはポリゴナル・フェライト、BFはベイニティック・フェライト、Mはマルテンサイト、Bはベイナイトを示す。表2及び表3において、鋼1から5はC量の影響を、鋼6から8は前記(1)式又は(2)式によって規定されるTi及びNbとの関連におけるC量の影響を、鋼9から17はCu添加量とNi/Cuの影響を、鋼18から22は各種添加元素の影響を、それぞれ示している。更に、鋼23から28は巻取温度の影響を、また、鋼29から38は冷却条件の影響を示している。

【0033】得られた熱延銅板の伸びフランジ加工性は、上記の熱間圧延を行なった後の2.5mm板厚の材料から縦横70mmの正方形の試験片を採取し、その中央にクリアランス0.15mmの10mm径の打抜き穴をあけ、先端角60°の円錐ポンチでこの穴を抜けて、*

*穴の縁にクラックが発生する限界の穴径から計算される限界穴抜け率(入値)で評価した。

【0034】

【表1】

鋼種	化 学 成 分 (重量%)											Ni/Cu	(Ti+Nb)/C ¹⁾	備考 ²⁾
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Ti	Nb	その他			
A	0.01	0.51	1.51	0.012	0.0012	0.030	0.5	0.5	0.047	0.03		1.0	1.29	×
B	0.04	0.55	1.52	0.011	0.0011	0.025	0.5	0.5	0.192	0.03		1.0	1.29	○
C	0.06	0.52	1.53	0.013	0.0012	0.030	0.5	0.5	0.304	0.03		1.0	1.29	○
D	0.09	0.51	1.45	0.012	0.0009	0.028	0.5	0.5	0.465	0.03		1.0	1.30	○
E	0.12	0.55	1.48	0.010	0.0010	0.031	0.5	0.5	0.565	0.03		1.0	1.19	×
F	0.04	0.48	1.43	0.012	0.0010	0.033	0.5	0.5	0.170	0.03		1.0	1.09	○
G	0.04	0.43	1.40	0.012	0.0010	0.031	0.5	0.5	0.105	0.03		1.0	0.68	×
H	0.04	0.52	1.48	0.015	0.0010	0.035	1.9	1.9	0.198	0.03		1.0	1.27	○
I	0.04	0.48	1.52	0.011	0.0010	0.034	0.2	0.2	0.197	0.03		1.0	1.26	○
J	0.04	0.51	1.53	0.013	0.0011	0.035	0.1	0.1	0.195	0.03		1.0	1.24	×
K	0.04	0.51	1.50	0.012	0.0009	0.038	1.0	0.17	0.192	0.03		0.17	1.22	×
L	0.04	0.51	1.48	0.011	0.0009	0.036	1.0	0.42	0.197	0.03		0.42	1.26	○
M	0.04	0.52	1.58	0.011	0.0010	0.035	1.0	0.63	0.196	0.03		0.63	1.25	○
N	0.04	0.50	1.45	0.010	0.0010	0.039	1.0	1.31	0.194	0.03		1.31	1.24	○
O	0.04	0.47	1.48	0.011	0.0008	0.036	1.0	0.5	0.193	0.03	Mo: 0.3	1.0	1.23	○
P	0.05	0.51	1.45	0.010	0.0010	0.038	1.0	0.5	0.195	0.03	V: 0.1	1.0	1.25	○
Q	0.04	0.50	1.50	0.011	0.0010	0.038	1.0	0.5	0.195	0.03	Cr: 1.0	1.0	1.25	○
R	0.04	0.51	1.51	0.011	0.0011	0.036	1.1	0.5	0.192	0.03	Cu: 0.0025	1.0	1.23	○
S	0.05	0.51	1.48	0.010	0.0012	0.035	0.5	0.5	0.260	—		1.0	1.24	○

(注) 1) $(Ti+Nb)/C = [(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4 + Nb / 7.75] / C$

2) ○は化学成分が本発明で規定する範囲内にあり、×は本発明で規定する範囲内でないことを示す。

【0035】

※ ※【表2】

	番号	鋼種	熱 延 条 件			機 械 的 性 質			組 織
			仕上温度 (℃)	巻取温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	引張強さ (N/mm ²)	伸 び (%)	穴抜け率 (%)	
比較例	1	A	881	600	42	584	28	105	P F
実施例	2	B	880	600	37	750	22	120	B F
実施例	3	C	885	600	40	800	20	115	B F
実施例	4	D	883	600	43	821	18	102	B F
比較例	5	E	881	600	33	859	18	68	B F
実施例	6	B	878	600	33	751	23	120	B F
実施例	7	F	880	600	42	748	22	95	B F
比較例	8	G	883	600	40	762	24	83	B F
実施例	9	H	880	600	42	748	22	125	B F
実施例	10	B	875	600	37	751	24	140	B F
実施例	11	I	880	600	33	781	22	110	B F
比較例	12	J	882	600	45	751	21	80	B + P F
比較例	13	K	880	600	45	742	23	81	B F
実施例	14	L	875	600	35	753	24	96	B F
実施例	15	M	874	600	46	748	23	130	B F
実施例	16	B	884	600	35	745	22	142	B F
実施例	17	N	868	600	36	764	23	135	B F
実施例	18	S	881	600	35	786	24	118	B F
実施例	19	O	879	600	35	751	23	123	B F

【0036】

★ ★【表3】

	番号	鋼種	熱 延 条 件			機 械 的 性 質			組 織
			仕上温度 (℃)	巻取温度 (℃)	冷却速度 (℃/秒)	引張強さ (N/mm ²)	伸 び (%)	穴 延 び 率 (%)	
実施例	20	P	881	600	42	762	21	130	B F
実施例	21	Q	875	600	39	750	22	115	B F
実施例	22	R	882	600	45	771	19	117	B F
比較例	23	B	881	200	42	900	9	15	M + P F
実施例	24	B	884	400	40	821	12	100	B F
実施例	25	B	877	500	38	751	23	120	B F
実施例	26	B	878	600	33	782	20	115	B F
実施例	27	B	880	700	35	741	22	123	B F + P F
比較例	28	B	878	800	37	452	27	130	P F
比較例	29	B	875	600	4	648	24	84	P F
比較例	30	B	876	600	12	663	22	98	P F
実施例	31	B	882	600	35	700	23	142	B F
実施例	32	B	881	600	54	761	20	135	B F
実施例	33	B	875	600	84	781	21	122	B F
比較例	34	I	880	600	3	490	25	91	P F
比較例	35	I	875	600	13	570	23	95	P F
実施例	36	I	876	600	38	712	20	112	B F + P F
実施例	37	I	882	600	55	751	19	126	B F
実施例	38	I	881	600	81	792	18	115	B F

【0037】化学成分及び熱延条件と得られる鋼板の機械的性質との関係を一層明確に示すために、図4にC量と機械的性質との関係を、図5に $(Ti * + Nb) / C$ と引張強さとの関係を、図6に $(Ti * + Nb) / C$ と限界穴延び率(λ値)との関係を、図7にNi/Cu比と限界穴延び率(λ値)との関係を、図8にCu量と限界穴延び率(λ値)との関係を、図9に巻取温度と引張強さとの関係を、図10に巻取温度と限界穴延び率(λ値)との関係を、図11に冷却速度と引張強さとの関係を、また、図12に冷却速度と限界穴延び率(λ値)との関係を、それぞれ示す。但し、 $(Ti * + Nb) / C$ は、 $[(Ti - 3.43N - 1.5S) / 4 + Nb / 7.75] / C$ を意味する。

【図面の簡単な説明】

【図1】は擬ポリゴナル・フェライト組織を示す電子顕微鏡写真、

【図2】はポリゴナル・フェライトとベイニティック・フェライトとからなる組織の電子顕微鏡写真、

* 【図3】はベイニティック・フェライト組織を示す電子顕微鏡写真である。

【図4】はC量と機械的性質との関係を示すグラフ、

【図5】は $(Ti * + Nb) / C$ と引張強さとの関係を示すグラフ、

【図6】は $(Ti * + Nb) / C$ と限界穴延び率(λ値)との関係を示すグラフ、

【図7】はNi/Cu比と限界穴延び率(λ値)との関係を示すグラフ、

【図8】はCu量と限界穴延び率(λ値)との関係を示すグラフ、

【図9】は巻取温度と引張強さとの関係を示すグラフ、

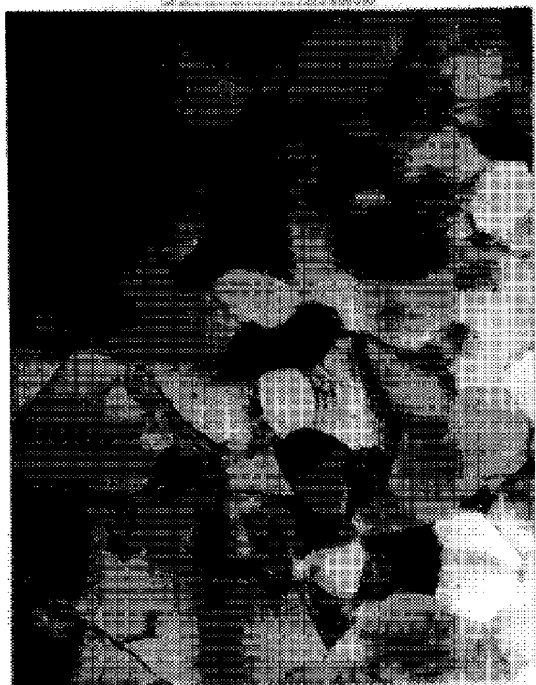
【図10】は巻取温度と限界穴延び率(λ値)との関係を示すグラフ、

【図11】は冷却速度と引張強さとの関係を示すグラフ、

【図12】は冷却速度と限界穴延び率(λ値)との関係を示すグラフである。

【図1】

図面代用写真



【図2】

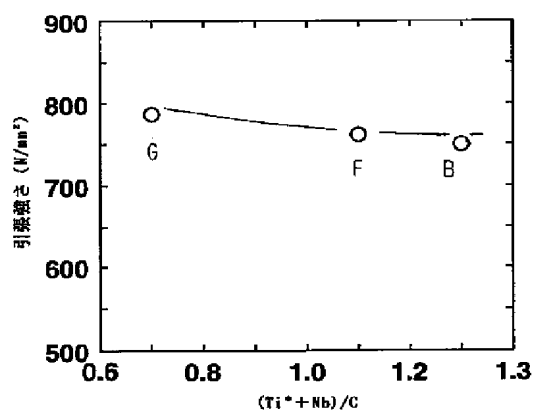
図面代用写真



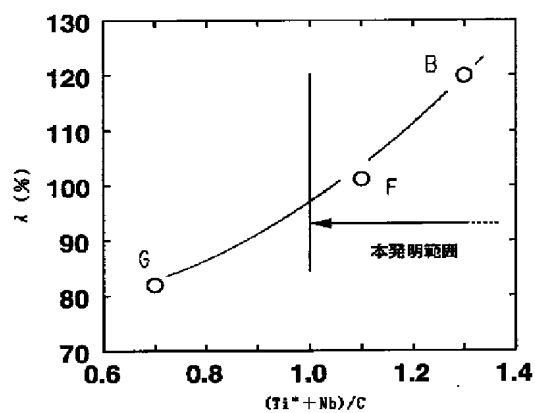
ベイニティック・
フェライト

ポリゴナル・
フェライト

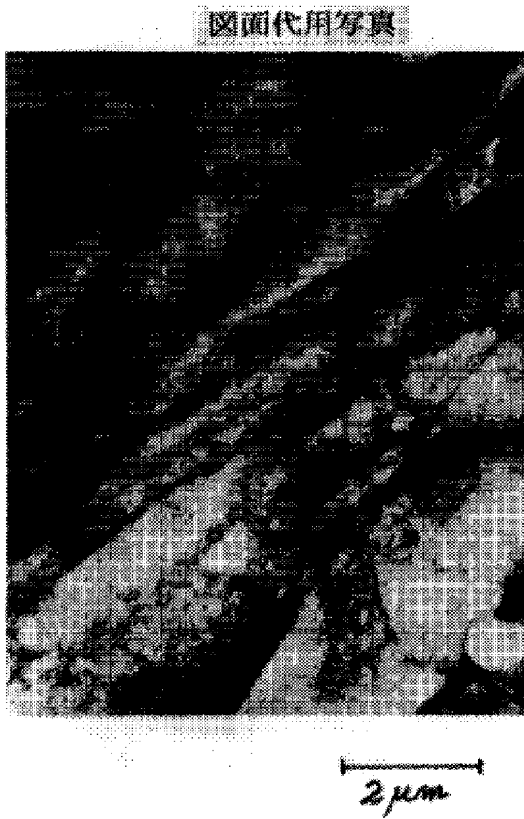
【図5】



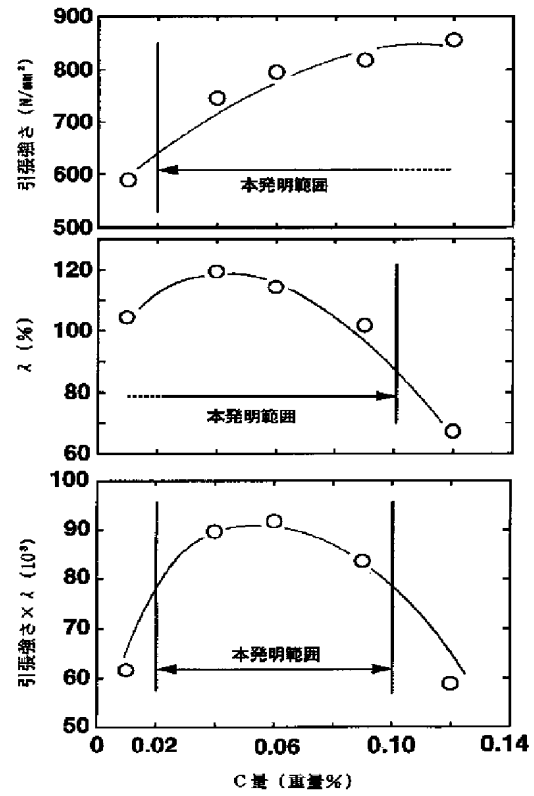
【図6】



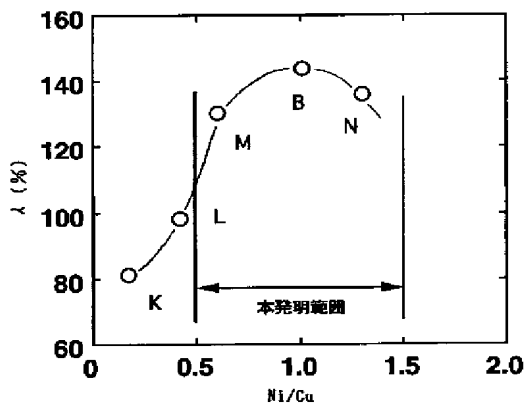
【図3】



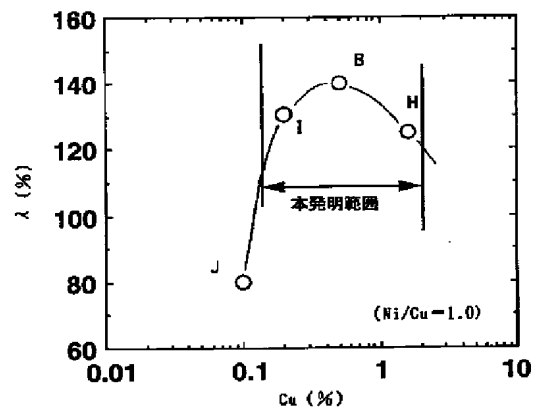
【図4】



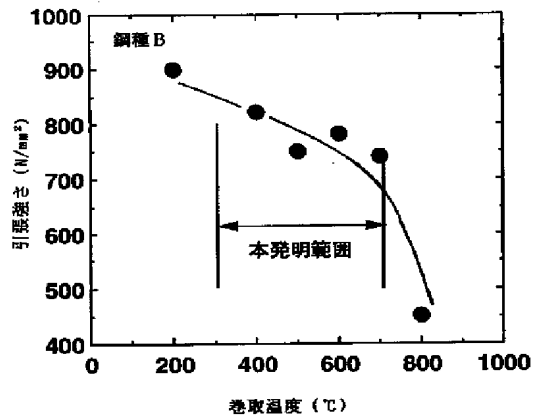
【図7】



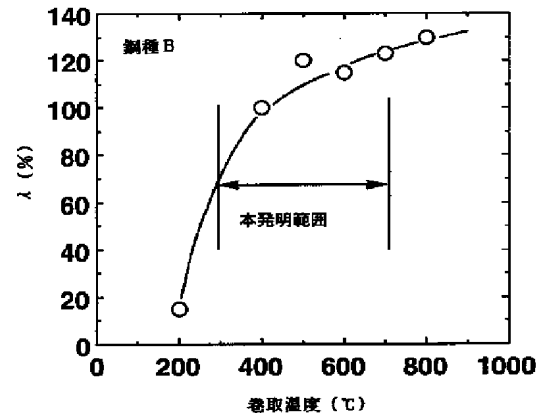
【図8】



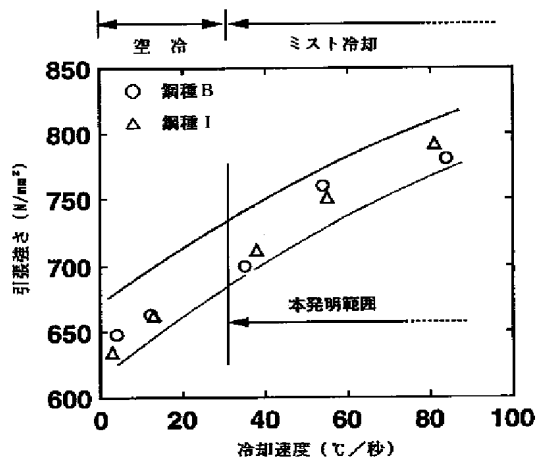
【図9】



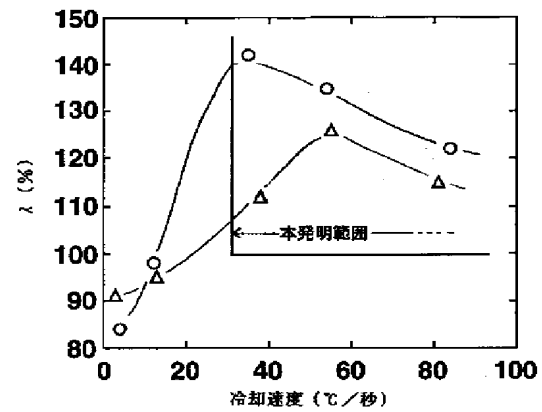
【図10】



【図11】



【図12】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/58

識別記号

片内整理番号

F I

技術表示箇所